

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-049400
 (43)Date of publication of application : 20.02.2001

(51)Int.CI.

C22C 38/00
 C22C 38/54
 C22C 38/58

(21)Application number : 11-224669

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 06.08.1999

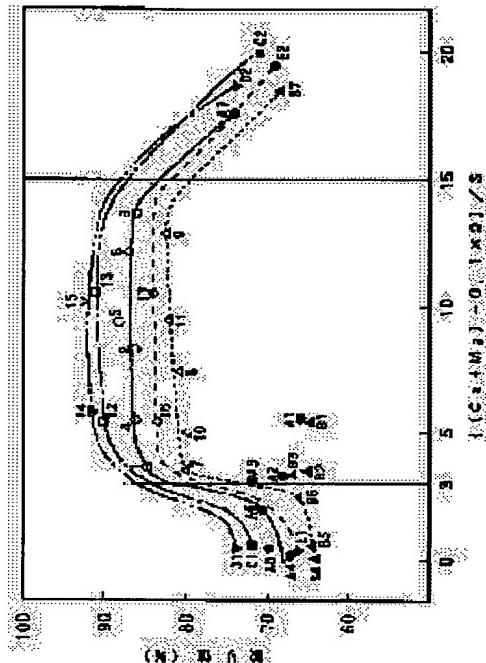
(72)Inventor : SAWARAGI YOSHIATSU

(54) AUSTENITIC HEAT RESISTING STEEL EXCELLENT IN HOT WORKABILITY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an austenitic heat resisting steel containing combinedly added Cu, Nb, and N, which is excellent in hot workability and causes no problem when subjected to a tube making process by hot rolling using a cross roll piercer.

SOLUTION: The steel has a composition which contains, by weight, 0.03 to 0.15% C, ≤1.0% Si, 0.10 to 2.0% Mn, ≤0.030% P, ≤0.0010% S, 15.0 to 25.0% Cr, 6.0 to 25.0% Ni, 2.0 to 6.0% Cu, 0.10 to 0.80% Nb, 0.050 to 0.25% Ni, 0.0005 to 0.010% B, 0.001 to 0.10% Al, ≤0.0050% O, and 0.0010 to 0.010% Ca or/and 0.0010 to 0.010% Mg and in which the relationship among Ca, Mg, O, and S satisfies the inequality: $[3.0 \leq (Ca + Mg) - 0.1 \times O / S \leq 15.0]$ (where each symbol of element in the inequality represents the content (wt.%) of the element itself contained in the steel).



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 05.11.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3463617

[Date of registration] 22.08.2003

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2001-49400
(P2001-49400A)

(43)公開日 平成13年2月20日(2001.2.20)

(51) Int.Cl.⁷
C 22 C 38/00
38/54
38/58

識別記号
302

F I
C 2 2 C 38/00
38/54
38/58

テマゴト(参考)

(21)出願番号 特願平11-224669
(22)出願日 平成11年8月6日(1999.8.6)

審査請求 未請求 請求項の数 2 OL (全 7 頁)

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 横木 義淳

大阪府大阪市中央区北

友金属工業株式会社内

100103481

(74)代理人 100103481

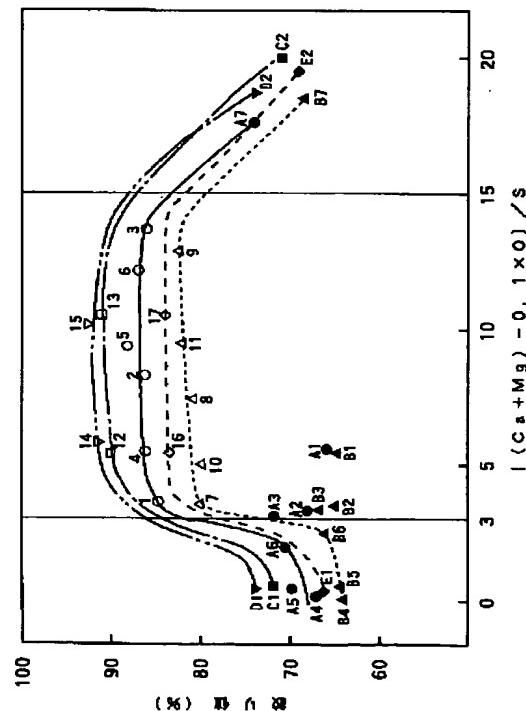
并理士 奕 道雄 (外1名)

(54) 【発明の名称】 热間加工性に優れるオーステナイト系耐熱鋼

(57) 【要約】

【課題】傾斜ロール式の穿孔圧延機を用いる熱間圧延製管法に供して何らの問題もない熱間加工性に優れたCu-Nb、N複合添加のオーステナイト系耐熱鋼を提供する。

【解決手段】C : 0.03~0.15%、Si : 1.0%以下、Mn : 0.10~2.0%、P : 0.030%以下、S : 0.0010%以下、Cr : 1.5.0~25.0%、Ni : 6.0~25.0%、Cu : 2.0~6.0%、Nb : 0.10~0.80%、N : 0.050~0.25%、B : 0.0005~0.010%、Al : 0.001~0.10%、O : 0.0050%以下、ならびにCa : 0.0010~0.010%または／およびMg : 0.0010~0.010%を含有し、Ca、Mg、OおよびSの関係が式「 $3.0 \leq ((Ca + Mg) - 0.1 \times O) / S \leq 15.0$ 」を満たす鋼。



【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C : 0. 03~0. 15%、Si : 1. 0%以下、Mn : 0. 10~2. 0%、P : 0. 030%以下、S : 0. 0010%以下、Cr : 15. 0~25. 0%、Ni : 6. 0~25. 0%、Cu : 2. 0~6. 0%、Nb : 0. 10~0. 80%、N : 0. 050~0. 25%、B : 0. 0005~0. *

$$3. 0 \leq \{ (Ca + Mg) - 0. 1 \times O \} / S \leq 15. 0 \quad \dots \quad (1)$$

ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれるそれぞれの元素の含有量（重量%）を意味する。

【請求項2】さらに、重量%で、Mo : 0. 3~2. 0%およびW : 0. 5~4. 0%のうちのいずれか一方または両方を含有することを特徴とする請求項1に記載の熱間加工性に優れたオーステナイト系耐熱鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、継目無鋼管の製造時、特に傾斜ロール式の穿孔圧延機による製管時の熱間加工性に優れ、かつ、高温強度、高温耐食性および溶接性に優れた、ボイラ、原子力、化学工業などの広い産業分野において高温耐熱部材、耐圧部材として使用して好適なオーステナイト系耐熱鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】ボイラや化学プラントの高温環境下で使用される装置用材料としては、SUS304H、SUS316H、SUS321HおよびSUS347Hなどの18-8系に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼が使用されてきた。

【0003】しかし、近年、このような高温環境下における装置の操業条件が著しく苛酷化し、それに伴って使用材料に対する要求性能が厳しくなり、従来用いられてきた18-8系に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼では高温強度が不十分となってきた。

【0004】高価な元素を多量添加することなく高温強度を改善したオーステナイト系鋼としては、特開昭62-133048号公報（特公平8-30247号公報）や特開平8-13102号公報に示されるように、Cu、NbおよびNを複合添加したものがある。しかし、このようなCu、Nb、Nの複合添加鋼は、従来の18-8系に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼と比較して熱間加工性が不十分で、その早急な改善が望まれていた。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】Cu、Nb、Nを複合添加したオーステナイト系耐熱鋼を素材するボイラチューブのような小径の継目無鋼管は、一般に、熱間製管法※

$$3. 0 \leq \{ (Ca + Mg) - 0. 1 \times O \} / S \leq 15. 0 \quad \dots \quad (1)$$

ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれるそれぞれの元素の含有量（重量%）を意味する。

【0012】上記の本発明鋼には、必要に応じて、重量

*0.10%、Al : 0. 001~0. 10%、O (酸素) : 0. 0050%以下、ならびにCa : 0. 001~0. 010%およびMg : 0. 0010~0. 010%のうちのいずれか一方または両方を含有し、残部は実質的にFeからなり、かつCa、Mg、O (酸素) およびSの関係が下記の(1)式を満たすことを特徴とする熱間加工性に優れたオーステナイト系耐熱鋼。

※により製造される。そして、その製管法は、ユジーンセ

10 ジュルネ方式に代表される熱間押出製管法と、傾斜ロール式の穿孔圧延機を用いるマンネスマンープラグミル方式やマンネスマンーマンドレルミル方式に代表される熱間圧延製管法の2通りに大別される。

【0006】一般的に、熱間加工性の悪い材料は、熱間圧延製管法による製管が難しいためにその継目無鋼管は、従来、熱間押出製管法で製造される場合が多く、この場合には1000°C以上の高温度域における熱間加工性に優れる材料であれば製管が可能である。

【0007】一方、製管能率やコストの点からは、熱間圧延製管法の方が圧倒的に有利であるが、上記従来のCu、Nb、Nを複合添加したオーステナイト系耐熱鋼を熱間圧延製管法で製管する場合には、製管終了温度域が熱間押出製管法に比べて低下する。したがって、安定して製造するためには、800°C程度以上の広い温度域において優れた熱間加工性を確保する必要がある。

【0008】本発明の目的は、熱間圧延製管法による製管を容易に行うことが可能な熱間加工性に優れたオーステナイト系耐熱鋼を提供することにある。

【0009】

30 【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、次の熱間加工性に優れたオーステナイト系耐熱鋼にある。

【0010】重量%で、C : 0. 03~0. 15%、Si : 1. 0%以下、Mn : 0. 10~2. 0%、P : 0. 030%以下、S : 0. 0010%以下、Cr : 15. 0~25. 0%、Ni : 6. 0~25. 0%、Cu : 2. 0~6. 0%、Nb : 0. 10~0. 80%、N : 0. 050~0. 25%、B : 0. 0005~0. 010%、Al : 0. 001~0. 10%、O (酸素) : 0. 0050%以下、ならびにCa : 0. 001~0. 010%およびMg : 0. 0010~0. 010%のうちのいずれか一方または両方を含有し、さらに残部は実質的にFeからなり、かつCa、Mg、O (酸素) およびSの関係が下記の(1)式を満たす熱間加工性に優れたオーステナイト系耐熱鋼。

【0011】

50 ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれるそれぞれの元素の含有量（重量%）を意味する。

0%のうちのいずれか一方または両方を添加することができる。

【0013】本発明者は、Cu、Nb、N複合添加のオーステナイト系耐熱鋼の熱間加工性を向上させるために、鋭意実験研究を行った。その結果、下記の3条件を満たせば、その熱間加工性が飛躍的に向上し、熱間圧延製管法での製管が可能なことを知見して本発明を完成させた。

【0014】鋼中の不純物元素であるSとO(酸素)の含有量は、それぞれ0.0010%以下、0.0050%以下とする必要がある。

【0015】CaとMgのいずれか一方または両方を添加すれば熱間加工性は向上するものの、これだけでは不十分で、Bとの複合添加が必須である。

【0016】鋼中のCa、Mg、OおよびSの含有量は、それぞれ上記の範囲内において上記の(1)式を満たす量を含有させる必要がある。

【0017】

【発明の実施の形態】以下、本発明の鋼の化学組成を上記のように定めた理由について詳細に説明する。なお、以下において「%」は「重量%」を意味する。

【0018】C : 0.03~0.15%

Cは、高温環境下で使用される際に必要となる引張強さおよびクリープ破断強度を確保するために有効な元素である。しかし、0.15%を超えて含有させても溶体化状態における未固溶炭化物量が増加するだけで、高温強度の向上に寄与しなくなるばかりでなく、韌性などの機械的性質が劣化する。したがって、C含有量の上限は0.15%とする。本発明では、後述するようにNも含有させるためにC含有量は低めであってもよいが、上記の効果を発揮させるために下限は0.03%とする。さらに十分な効果を発揮させるための下限は0.05%である。

【0019】Si : 1.0%以下

Siは脱酸剤として添加され、また、耐酸化性の向上に有効な元素であるが、その含有量が多くなると溶接性や熱間加工性が劣化する。また、本発明ではNも含有させるため、Siを多量に添加すると高温での使用中に析出する窒化物量が増加し、韌性や延性の低下を招く。したがって、本発明では、特に、熱間加工性を重視しているため、Si含有量は1.0%以下とする。熱間加工性および韌性や延性をさらに重視する場合には0.5%以下とするのが望ましく、より望ましくは0.3%以下とするのがよい。また、その他の元素で脱酸が十分に行われている場合には実質的に0としてもよい。

【0020】Mn : 0.10~2.0%

Mnは、上記のSiと同様に、脱酸作用を有するとともに、本発明においてはCuによって粒界偏析が助長されたSを固着し、熱間加工性を改善する重要な元素である。その効果を十分得るためにには0.10%以上の含有量が必要である。しかし、その含有量が2.0%を超えると σ 相などの金属間化合物の析出を招き、高温強度、

機械的性質が低下する。したがって、Mn含有量は0.10~2.0%とする。好ましい範囲は0.15~1.0%、より好ましい範囲は0.15~0.50%である。

【0021】P : 0.030%以下

Pは、不可避不純物として鋼中に含まれるが、過剰に含まれると熱間加工性が劣化する。そのため、できるだけ低くするのがよいが、脱Pコストとの兼ね合いで0.030%以下とする。

【0022】S : 0.0010%以下

Sは、上記のPと同様に、不可避不純物として鋼中に含まれるが、熱間加工性を著しく劣化させる。そのため、熱間加工性の観点からはできるだけ低くするのがよく、特にマンネスマシーマンドレルミル方式などの熱間圧延製管法で製管を行う場合には、0.0010%以下に制限することが必須となる。好ましくは0.0006%以下がよい。

【0023】Cr : 15.0~25.0%

Crは、高温での耐酸化性や耐食性を向上させるために必要な元素であり、含有量の増加に伴いこれらの性能は向上する。しかし、その含有量が15.0%未満では十分な効果が得られず、一方、25.0%を超えるとオーステナイト組織が不安定になる。したがって、Cr含有量は15.0~25.0%とした。好ましい範囲は16.0~23.0%、より好ましい範囲は17.0~20.0%である。

【0024】Ni : 6.0~25.0%

Niは、安定なオーステナイト組織を確保するための必須成分であり、その最適含有量は鋼中に含まれるCr、

Mo、W、Nbなどのフェライト生成元素やC、Nなどのオーステナイト生成元素の含有量によって定まる。しかし、その含有量が6.0%未満ではオーステナイト組織の安定化が困難であり、一方、25.0%を超えて含有させることは経済的に不利である。このため、Ni含有量は6.0~25.0%とした。好ましい範囲は7.0~15.0%、より好ましい範囲は7.5~13.0%である。

【0025】Cu : 2.0~6.0%

Cuは、高温での使用中に微細なCu相としてオーステナイト母相に整合析出し、クリープ破断強度の向上に大きく寄与するが、その効果を発揮させるには2.0%以上含有させることが必要である。しかし、6.0%を超えて含有させるとクリープ破断延性や加工性が劣化する。したがって、Cu含有量は2.0~6.0%とした。好ましい範囲は2.5~5.0%、より好ましい範囲は2.5~4.0%である。

【0026】Nb : 0.10~0.80%

Nbは、微細な炭窒化物の分散析出強化によりクリープ破断強度を向上させる元素である。しかし、その含有量が0.10%未満では十分な効果が得られず、一方、

0.80%を超えて含有させると溶接性や熱間加工性が劣化するとともに、本発明鋼のようなN添加鋼では未固溶の炭窒化物量が増加し、機械的性質も劣化する。このため、Nb含有量は0.10~0.80%とした。特に、熱間加工性を重視する場合の好ましい上限は0.60%である。

【0027】Al: 0.001~0.10%

Alは、脱酸剤として添加される元素であり、0.001%以上含有させる必要がある。しかし、0.10%を超えて含有させると、高温条件下で長時間使用する際、α相などの金属間化合物の析出が促進され、韌性が劣化する。したがって、Al含有量は0.001~0.10%とする。好ましい範囲は0.001~0.06%、より好ましい範囲は0.001~0.03%である。なお、本発明にいうAlとは、sol. Al(酸可溶Al)のことである。

【0028】N: 0.050~0.25%

Nは、前述のCと同様に、引張強さやクリープ破断強度の向上に有効な元素であるが、その含有量が0.050%未満では十分な効果を発揮させることはできない。一方、NはCに比較して固溶限が大きいので、比較的多量に含有させても溶体化状態で十分固溶し、時効中に生じる窒化物析出に伴う韌性低下も比較的少ない。しかし、0.25%を超えて含有させると時効後韌性が低下するとともに熱間加工性も劣化し、特に、マンネスマン-マンドレルミル方式などの熱間圧延製管法での製管に供した場合には、変形抵抗が増加するという問題が生じる。したがって、N含有量は0.050~0.25%とした。好ましい範囲は0.050~0.15%、より好ましい範囲は0.050~0.13%である。

【0029】B: 0.0005~0.010%

Bは、炭窒化物の微細分散析出強化および粒界強化によりクリープ破断強度の向上に寄与する重要な元素である。また、Bは高温延性を改善する効果があり、本発明の目的であるマンネスマン-マンドレルミル方式などの熱間圧延製管法による製管時の熱間加工性向上には欠かすことのできない元素である。その効果を発揮させるためには、0.0005%以上が必要である。しかし、0.010%を超えて含有させると溶接性が劣化する。したがって、B含有量は0.0005%~0.010%とした。好ましい範囲は0.0015~0.008%、より好ましい範囲は0.0020~0.006%である。

【0030】Ca, Mg: CaおよびMgは、鋼中の固溶Sを低減させて熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。ただし、本発明の目的であるマンネスマン-マンドレルミル方式などの熱間圧延製管法による製管時においてその効果を十分に発揮させるためには、O(酸素)量を0.0050%以下にしたうえで、いずれか一方または両方を0.0010%以上含有させる必要があ

る。しかし、いずれの元素も0.010%を超えて含有させると、熱間加工性を向上させる効果が飽和するのに加え、介在物の量が増加して、特に、溶接性が著しく劣化する。したがって、CaとMgの含有量は、各々、0.0010~0.010%とした。

【0031】O(酸素): 0.0050%以下

O(酸素)は、不可避不純物として鋼中に含まれるが、本発明の目的であるマンネスマン製管時の熱間加工性向上のためには、少なくとも0.0050%以下に低減する必要があり、好ましくは0.0040%以下にするのがよい。

【0032】なお、Ca、Mg、OおよびSとの間に
は、式 $(3.0 \leq ((Ca+Mg)-0.1 \times O)/S \leq 15.0)$ を満足させる必要がある。これは、式 $((Ca+Mg)-0.1 \times O)/S$ で求められる値が3.0未満、または15.0超であると、所望の熱間加工性が確保されなくなるためである。このことは、後述する実施例の結果から明らかである。

【0033】Mo: 0.3~2.0%, W: 0.5~4.0%

これらの元素は添加しなくてもよい。しかし、これらの元素は、いずれも高温強度を改善する作用を有しており、その効果を得たい場合にはいずれか一方または両方を添加することができる。その効果は、Moの場合は0.3%以上、Wの場合は0.5%以上で顕著になる。しかし、Moについては2.0%、Wについては4.0%を超えて含有させるとその効果は飽和傾向を示すとともに、組織安定性、熱間加工性が劣化する。このため、添加する場合のMo含有量は0.3~2.0%、W含有量は0.5~4.0%とするのがよい。

【0034】上記の化学組成を有する本発明のオーステナイト系耐熱鋼は、電気炉などの製鋼炉を用いて溶製し、必要に応じてその溶湯をAOD炉やVOD炉などの製錬炉を用いて製錬し、次いで造塊法や連続铸造法などで所定の大きさの铸片とすることで容易に製造することができる。また、その継目無钢管は、前記の铸片が製管用の丸ビレットの場合はそのまま、ブルームなどの場合は熱間圧延や熱間鍛造で製管用の丸ビレットとした後、マンネスマン-プラグミル方式やマンネスマン-マンドレルミル方式に代表される熱間圧延製管法に供して所定寸法の継目無钢管に成形した後、所定の固溶化熱処理を施すことで製造でき、その際、熱間加工性が優れるので、何らの問題も生じない。

【0035】

【実施例】表1~表3に示す化学組成を有する47種類の供試鋼を50kgの真空誘導溶解炉を用いて溶製し、外径144mmのインゴットとした後、熱間鍛造で厚さ40mmの板材とした。

【0036】なお、表1~表3中、鋼No.1~2は本発明鋼、鋼No. A1~A7、B1~B7、C1~C2、

D1～D2、E1～E2、F1、G1、H1、I1および
J1は比較鋼である。

* 【0037】
* 【表1】

表 1

鋼 No.	化 学 組 成 (重量%)															式 値 (%)			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	N	B	O	Ca	Mg	Mo	W	Al		
1	0.080	0.18	0.40	0.021	6	18.2	9.0	3.15	0.42	0.089	35	30	25	—	—	—	0.010	3.667	84.6
2	0.079	0.19	0.35	0.020	5	17.9	9.2	3.12	0.45	0.090	38	34	45	—	—	—	0.009	8.320	86.3
3	0.082	0.20	0.34	0.026	6	18.0	8.9	3.10	0.41	0.080	40	32	88	—	—	—	0.012	13.800	86.0
4	0.080	0.18	0.35	0.024	5	17.9	9.1	3.00	0.40	0.088	42	29	—	30	—	—	0.010	5.420	85.6
5	0.078	0.20	0.38	0.026	5	17.8	8.9	3.11	0.39	0.090	43	32	—	50	—	—	0.008	9.360	88.0
6	0.080	0.18	0.40	0.028	7	18.0	9.2	3.11	0.42	0.088	22	33	—	88	—	—	0.005	12.100	86.8
A1	0.080	0.17	0.42	0.025	5	18.0	9.0	3.12	0.43	0.084	38	*70	35	—	—	—	0.009	5.600	86.0
A2	0.078	0.18	0.40	0.023	*13	18.2	8.9	3.15	0.42	0.080	40	25	45	—	—	—	0.011	3.269	68.1
A3	0.081	0.18	0.39	0.024	7	18.0	8.9	3.05	0.40	0.080	*—	30	25	—	—	—	0.010	3.143	72.8
A4	0.080	0.18	0.39	0.021	7	18.1	9.1	3.00	0.45	0.089	32	30	* 4	—	—	—	0.013	* 0.143	67.3
A5	0.078	0.17	0.38	0.024	9	17.9	9.2	3.12	0.43	0.082	23	45	* 8	—	—	—	0.010	* 0.389	69.5
A6	0.080	0.16	0.35	0.028	8	18.2	9.2	3.05	0.46	0.088	21	46	—	20	—	—	0.008	* 1.925	70.8
A7	0.078	0.18	0.40	0.027	5	18.3	9.1	3.12	0.41	0.083	30	21	90	—	—	—	0.013	*17.580	74.0
7	0.080	0.19	0.35	0.017	5	23.1	19.0	3.45	0.43	0.200	38	32	21	—	—	1.50	0.010	3.560	80.3
8	0.070	0.19	0.34	0.019	5	23.0	18.8	3.50	0.44	0.188	40	33	40	—	—	1.48	0.011	7.340	81.0
9	0.070	0.20	0.35	0.018	4	22.9	18.9	3.53	0.42	0.210	38	35	55	—	—	1.52	0.010	12.875	82.5

注1) 残部は実質的にFeである。

注2) S、B、O、CaおよびMgの単位はppmである。

注3) 式値欄の値は式「{(Ca+Mg)-0.1×O}/S」による計算値である。

注4) *印は、本発明で規定する範囲を外れることを示す。

【0038】

【表2】

表 2

鋼 No.	化 学 組 成 (重量%)															式 値 (%)			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	N	B	O	Ca	Mg	Mo	W	Al		
10	0.071	0.19	0.35	0.017	5	23.2	19.2	3.48	0.45	0.198	35	30	—	28	—	1.50	0.004	5.000	80.0
11	0.069	0.20	0.38	0.017	6	23.0	18.7	3.40	0.40	0.202	40	31	—	60	—	1.55	0.005	9.483	82.3
B1	0.084	0.23	0.40	0.017	6	23.0	18.5	3.44	0.43	0.201	40	*75	40	—	—	1.52	0.009	5.417	64.7
B2	0.065	0.18	0.35	0.016	*15	22.7	18.7	3.50	0.45	0.185	34	35	56	—	—	1.53	0.010	3.500	65.1
B3	0.067	0.20	0.35	0.017	5	23.0	18.7	3.45	0.43	0.210	*—	35	20	—	—	1.50	0.008	3.300	66.7
B4	0.068	0.19	0.34	0.018	7	23.0	18.8	3.55	0.45	0.205	24	38	* 4	—	—	1.52	0.009	* 0.029	64.0
B5	0.070	0.21	0.31	0.018	9	22.8	19.0	3.38	0.40	0.220	18	43	* 9	—	—	1.53	0.013	* 0.522	64.3
B6	0.068	0.18	0.35	0.016	8	23.0	18.8	3.45	0.41	0.200	20	45	—	24	—	1.50	0.012	* 2.438	66.3
B7	0.070	0.20	0.37	0.017	5	22.9	19.1	3.50	0.42	0.202	25	21	95	—	—	1.55	0.010	*18.580	68.3
12	0.078	0.20	0.35	0.025	6	18.0	8.6	3.10	0.42	0.053	35	32	35	—	—	0.018	5.300	90.0	
13	0.080	0.19	0.32	0.026	6	18.0	8.7	3.11	0.40	0.053	32	38	67	—	—	0.020	10.587	91.0	
C1	0.078	0.22	0.35	0.026	7	17.9	8.9	2.95	0.40	0.053	32	38	* 8	—	—	0.019	* 0.829	72.0	
C2	0.080	0.21	0.35	0.025	6	17.9	8.5	3.00	0.42	0.052	38	30	*123	—	—	0.021	*20.000	71.5	
14	0.089	0.18	0.30	0.027	5	17.8	8.8	3.00	0.16	0.100	32	32	—	—	—	0.018	5.760	91.5	
15	0.080	0.20	0.32	0.026	6	17.9	8.7	3.12	0.17	0.102	35	88	85	—	—	0.016	10.200	92.5	
DI	0.080	0.18	0.28	0.028	5	18.0	8.7	2.95	0.15	0.103	30	29	* 5	—	—	0.016	* 0.420	73.8	

注1) 残部は実質的にFeである。

注2) S、B、O、CaおよびMgの単位はppmである。

注3) 式値欄の値は式「{(Ca+Mg)-0.1×O}/S」による計算値である。

注4) *印は、本発明で規定する範囲を外れることを示す。

【0039】

【表3】

表 3

鋼 No.	化 学 组 成 (重量%)															式 値 (%)	絞り値 (%)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	N	B	O	Ca	Mg	Mo	W	Al	
D2	0.089	0.19	0.30	0.025	7	18.0	8.9	3.00	0.16	0.108	38	32	*134	—	—	—	0.015	*18.686 74.0
I6	0.038	0.23	0.39	0.019	5	23.3	16.0	3.35	0.25	0.171	40	32	30	—	—	1.95	0.013	5.360 83.5
I7	0.039	0.20	0.38	0.015	5	23.0	16.0	3.50	0.25	0.172	42	35	58	—	—	1.95	0.013	10.500 84.0
E1	0.038	0.25	0.45	0.018	4	23.0	15.5	3.50	0.25	0.168	45	28	* 4	—	—	1.90	0.003	* 0.300 86.7
E2	0.040	0.23	0.43	0.018	6	22.8	15.6	3.45	0.26	0.170	43	30	*120	—	—	1.95	0.005	*19.500 89.0
I8	0.142	0.10	0.77	0.025	3	15.6	12.0	2.35	0.38	0.068	12	25	15	—	1.10	—	0.005	4.167 85.0
F1	0.140	0.08	0.75	0.025	3	15.5	12.2	2.30	0.38	0.065	10	25	* 3	—	1.12	—	0.008	* 0.167 72.0
I9	0.069	0.19	0.41	0.022	5	17.8	10.0	2.95	0.78	0.063	32	35	34	—	—	—	0.035	6.100 78.8
G1	0.070	0.20	0.40	0.020	4	18.0	10.2	3.00	0.75	0.060	30	30	* 5	—	—	—	0.038	* 0.500 68.1
I20	0.103	0.46	1.70	0.023	6	16.3	13.2	4.15	0.12	0.102	78	38	—	45	1.90	—	0.010	6.900 86.0
H1	0.100	0.45	1.65	0.025	6	16.3	13.0	4.20	0.13	0.098	80	30	—	* 8	1.85	—	0.008	* 0.833 73.0
I21	0.059	0.21	0.38	0.016	5	24.5	24.0	2.80	0.38	0.180	38	28	25	35	—	3.20	0.014	11.440 83.8
I22	0.060	0.25	0.35	0.015	5	24.3	23.5	2.65	0.40	0.185	36	24	* 4	* 7	—	3.25	0.014	* 1.720 70.0
J1	0.088	0.23	0.37	0.022	3	18.0	9.1	3.23	0.43	0.075	32	34	40	—	0.52	1.21	0.016	12.200 88.8
J1	0.090	0.25	0.35	0.020	3	17.9	9.0	3.21	0.41	0.075	30	38	* 6	—	0.50	1.20	0.021	* 0.800 74.0

注 1) 残部は実質的に Fe である。

注 2) S、B、O、Ca および Mg の単位は ppm である。

注 3) 式値欄の値は式「 $\{(Ca+Mg)-0.1 \times O\} / S$ 」による計算値である。

注 4) *印は、本発明で規定する範囲を外れることを示す。

【0040】各供試鋼の熱間加工性は、上記の各板材から外径 10 mm、長さ 130 mm のグリープル試験片を採取して下記条件のグリープル試験に供し、試験後の絞り値を調べることで評価した。

【0041】グリープル試験条件；

試験片の加熱：1250°C に 3 分間均熱保持、

引張試験温度：800°C、

付与歪み速度：1/S (ここで、S は秒である)、

試験方法：高速引張試験。

【0042】なお、上記の試験条件は、マンネスマントレルミル方式による製管時の加熱条件と加工条件を模擬し、引張試験温度を 750 ~ 1200°C の範囲で実施した予備実験の結果、本発明鋼では 800°C 近傍において絞り値が最も小さくなることが確認されたことと、製管終了温度域が 800°C 程度まで低下することを考慮して決定した条件である。

【0043】上記の試験結果を、表 1 ~ 表 3 に併せて示すとともに、5 種類の同一成分系 (No. 1 ~ 6 と A 1 ~ A 7、No. 7 ~ 11 と B 1 ~ B 6、No. 12 ~ 13 と C 1 ~ C 2、No. 14 ~ 15 と D 1 ~ D 2 および No. 16 ~ 17 と E 1 ~ E 2) の本発明例鋼と比較例鋼の結果を、図 1 に対比して示した。また、その他の成分系毎の本発明例鋼と比較例鋼の結果を、図 2 に対比して示した。

【0044】表 1 ~ 表 3、図 1 および図 2 に示す結果からわかるように、本発明例の鋼は No. 19 の鋼を除けば、いずれも絞り値が 80% 以上であり、熱間加工性が極めて良好であった。

【0045】これに対し、比較例の鋼の絞り値は、最も高いもので、鋼 No. A 7、D 2 および J 1 の 74% であり、熱間加工性が悪かった。

【0046】なお、データは省略するが、本発明例の鋼のクリープ強度、耐食性、耐酸化性、韌性および溶接性は、前述の各公報に示される従来鋼と同等以上であった。また、実機のマンネスマントレルミル方式による製造実験の結果も極めて良好で、小径のボイラーチューブを何らの問題もなく製造できた。

【0047】

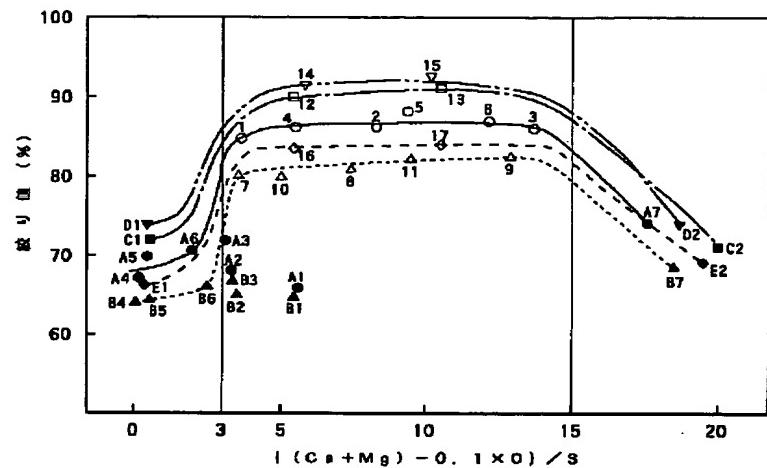
【発明の効果】本発明のオーステナイト系耐熱鋼は、熱間加工性が極めて高い。このため、小径のボイラーチューブであっても、傾斜ロール式の穿孔圧延機を用いる熱間圧延製管法によって高能率かつ高歩留まりに製造することが可能で、安価な製品を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】実施例の結果の一部を対比して示す図である。

【図 2】実施例の結果の他の一部を対比して示す図である。

【図1】



【図2】

